

تأثیر ترکیب شیمیایی بر تحولات ریزساختاری فولادهای میکروآلیاژی در حین تغییر شکل گرم در منطقه دو فازی (آستنیت + فریت)

بیت اله اقبالی

چکیده: در این پژوهش تأثیر حضور عناصر میکروآلیاژی بر فرآیندهای نرم شدن دینامیکی فریت و بر میزان ریز شدن آن در حین اعمال تغییر شکل پیچش گرم در منطقه دو فازی ($\alpha + \gamma$) در فولادهای کم کربن میکروآلیاژی مورد مطالعه قرار گرفت. از روی منحنی های سیلان گرم و همچنین با استفاده از میکروسکوپ نوری و تکنیک EBSD در میکروسکوپ الکترونی روبشی، رفتار تغییر شکل گرم و تحولات ریزساختاری صورت گرفته مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. نتایج نشان می دهد حضور عناصر میکروآلیاژی، بر نوع فرآیندهای نرم شدن دینامیکی و میزان آنها تأثیر گذاشته و نتیجه این تأثیر به صورت اختلاف در سطح تنش سیلان فریت در فولادها دیده می شود. نتایج EBSD نشان داد اثر توام Nb و Ti در پایدار کردن مرز دانه ها در برابر مهاجرت در حین اعمال تغییر شکل بیش از اثر Nb تنها است. همچنین اندازه نهایی دانه های فریت بدست آمده در فولادهای میکروآلیاژی ظرفیت از فولاد ساده کربنی است. به طوریکه اندازه این دانه ها در فولاد ساده کربنی، فولاد میکروآلیاژی دارای Nb و فولادمیکروآلیاژی دارای Nb-Ti به ترتیب برابر با ۲/۸، ۱/۸ و ۱/۵ میکرون می باشد.

واژه‌های کلیدی: فولاد میکروآلیاژی، تغییر شکل گرم، اندازه دانه، EBSD، تبلور مجدد

۱. مقدمه

امروزه به خاطر تأثیر منحصر به فرد ریز کردن دانه های فریت بر خواص مهندسی محصولات فولادی، این روش به طور قابل ملاحظه ای در کانون توجه محققین قرار دارد. به طوریکه دیده شده است اگر بتوان دانه‌های فریت را در ریز ساختار نهایی تا حد ۱ میکرون ریز نمود، آنگاه می توان تعداد زیادی از انواع مختلف فولادهای آلیاژی و گران قیمت را با فولادهای ساده کربنی ریز دانه جایگزین کرد [۱-۳]. در فولادهای کم کربن، هدف از افزودن عناصر میکروآلیاژی (نایوبیم، تیتانیم و وانادیم) به منظور تقویت استحکام، چقرمگی و انعطاف پذیری آنهاست. این خواص به کمک انجام عملیات ترمومکانیکی بر روی این فولادها ایجاد می شود.

عناصر میکروآلیاژی میل ترکیبی شدیدی با کربن، نیتروژن و گوگرد دارند، اما شدت میل ترکیبی اینها؛ به نوع عنصر میکروآلیاژی بستگی دارد. اساس مکانیزم استحکام بخشی توسط عناصر میکروآلیاژی در

این فولادها، به قابلیت انحلال رسوبات کربونیترایدی، نیتریدی و کاربیدی این عناصر در آستنیت و همچنین فرآیند رسوبگذاری مجدد آنها در آستنیت و فریت بستگی دارد [۴]. عناصر Nb، Ti توسط دو مکانیزم زیر بر فرآیندهای نرم شدن دینامیکی و استاتیکی آستنیت و فریت تأثیر گذشته و شروع آنها را به تاخیر می اندازد [۵، ۶]: ۱- توسط اثر پس زنده ی اتم حل شونده^۱، ۲- توسط اثر مهارکنندگی رسوبات^۲. در مکانیزم اول، این عناصر به صورت محلول بوده و به سمت نابجائتها و مرز دانه ها جدایش کرده و مانع تحرک آنها می شوند. اما در جریان مکانیزم دوم، این عناصر به صورت رسوب بوده و این رسوبها بر روی باندهای تغییر شکل، مرز دانه های فرعی و اصلی تجمع کرده و تحرک آنها را مهار می کنند. بدین ترتیب مانع وقوع تبلور مجدد در آستنیت/ فریت شده و یا شروع آن را به تاخیر می اندازند [۴، ۶ و ۷].

درسالهای اخیر، چندین گروه تحقیقاتی گزارش کرده اند که توانسته اند با استفاده از روشهای جدید ترمومکانیکی، در فولادهای میکروآلیاژی و ساده کربنی به اندازه دانه های فریت زیر ۵ میکرون دست پیدا کنند. اساساً در این روشهای جدید، دیده شده است که مکانیزم غالب در ریز شدن دانه های فریت، وقوع استحاله دینامیکی

تاریخ وصول: ۸۵/۱۲/۱۰

تاریخ تصویب: ۸۷/۲/۱۵

دکتر بیت اله اقبالی، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز،
eghbali@sut.ac.ir

را به طور دقیق اندازه گرفت. از هر کدام از این سوراخها سیم ترموکوپل (N type) عبور داده شد و دمای دو سر G.L توسط دو ترموکوپل به طور همزمان اندازه گیری شد. خطای انداز گیری دما در حد $\pm 5^\circ\text{C}$ بود. آزمایشهای تغییر شکل گرم توسط یک دستگاه پیچش گرم انجام گرفت. برای کسب اطلاعات بیشتر در مورد جزئیات این دستگاه می توان به مرجع [۲۴] مراجعه کرد.

جدول ۱. میانگین ترکیب شیمیایی فولادهای مورد استفاده

در تحقیق (بر حسب درصد وزنی)

Steel Compos.	C	N	NT
C	0.033	0.035	0.032
Si	0.12	0.14	0.15
Mn	0.8	0.93	0.74
S	0.008	0.016	0.007
P	0.007	0.008	0.009
Nb	-	0.02	0.014
Ti	-	-	0.013
Al	0.024	0.01	0.028
N	0.0038	0.0031	0.0031
Fe	Bal.	Bal.	Bal.

۲-۲. تعیین دماهای بحرانی

در تغییر شکل گرم فولادها، برای طراحی دقیق هر برنامه عملیات ترمومکانیکی، ابتدا ضروری است محدوده دماهای بحرانی فولاد تعیین گردد. این دماها عبارتند از: ۱- دمای عدم تبلور مجدد (T_{nr})^۶، اگر دمای تغییر شکل فولاد بالاتر از این دما باشد تبلور مجدد می تواند در آستنیت اتفاق افتد. اما، اگر دمای تغییر شکل پایین تر از این دما باشد، تبلور مجدد در آستنیت صورت نمی گیرد، ۲- دمای شروع استحاله آستنیت به فریت (A_{F3})، در حین سرد شدن فولاد از منطقه آستنیتی وقتیکه دمای آن به حد این دما برسد، دانه های فریت شروع به تشکیل از مرزهای آستنیت می کنند. به عبارتی در دماهای بالاتر از این دما، ریزساختار صد در صد آستنیتی است و در زیر این دما ریز ساختار مخلوطی از آستنیت و فریت می شود و ۳- دمای پایان استحاله آستنیت به فریت (A_{F1})، اگر دمای فولاد در بالای این دمای بحرانی باشد، آنگاه در ریز ساختار علاوه بر فریت، مقداری آستنیت نیز وجود خواهد داشت. اما، اگر دمای فولاد کمتر از این دما باشد، آنگاه در ریز ساختار هیچ مقدار آستنیت وجود ندارد.

در این تحقیق با استفاده از اعمال تغییر شکل پیچش گرم همزمان با سرد شدن پیوسته (CCCT)^۷، دماهای بحرانی هر سه فولاد تعیین گردید. در این روش ابتدا فولادها پیش گرم شده و سپس در حین سرد شدن از دمای پیش گرم، تحت تغییر شکل چند پاسی (۲۰ تا ۲۰ پاس) قرار گرفتند. ضمن اینکه مقادیر دیگر پارامترهای تغییر شکل به صورت زیر در نظر گرفته شد: ۱- دمای شروع تغییر شکل: از 50°C پایینتر از دمای پیش گرم، ۲- تعداد کل پاسهای تغییر شکل: ۲۰

تحت کرنش آستنیت به فریت^۳ و یا بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی در فریت می باشد [۱۴-۱۸]. گزارش شده است عناصر میکروآلیاژی به چند طریق زیر می توانند بر فرآیند ریز شدن آستنیتیکی دانه های فریت در بعد از انجام تغییر شکل در منطقه دو فازی (آستنیت+فریت) تاثیر بگذارد [۱۵، ۱۶]:

۱- افزایش دانسیته نابجائیهها در دانه های تغییر شکل یافته فریت، ۲- کاهش سرعت بازیابی در فریت تغییر شکل یافته از طریق مهار کردن تحرک نابجائیهها و موجب تکثیر نابجائیهها، ۳- ایجاد دانه های فرعی ریز فریت، ۴- کاهش سرعت رشد دانه های تبلور مجدد کرده فریت. بررسیها نشان می دهد در ارتباط با ریز کردن دانه های فریت از طریق تغییر شکل گرم در دمای پایین^۴ اطلاعات کمتری در دسترس است [۱۷-۱۹]. در مورد تاثیر عناصر میکروآلیاژی بر فرآیند ریز شدن دانه های فریت، عمدتاً تاثیر این عناصر بر میزان ریز شدن فریت در شرایط آستنیتیکی بعد از پایان تغییر شکل مطالعاتی انجام گرفته است. به بیان دیگر، در ارتباط با تاثیر عناصر مذکور بر میزان ریز شدن دانه های فریت در شرایط دینامیکی در جریان تغییر شکل در منطقه دو فازی ($\alpha + \gamma$) اطلاعات کمتری منتشر شده است [۲۰-۲۳].

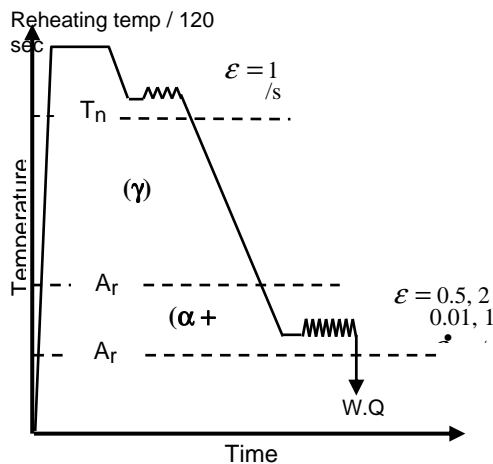
در پژوهش حاضر تاثیر حضور عناصر میکروآلیاژی نایوبیم و تیتانیم در یک فولاد کم کربن بر رفتار تغییر شکل گرم فریت و همچنین بر مکانیزم فرآیند ریز شدن دینامیکی دانه های فریت، در حین اعمال تغییر شکل پیچش گرم در منطقه دو فازی ($\alpha + \gamma$) بررسی شده است. از روی منحنی های سیلان گرم و همچنین با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی در مد EBSD تحولات ریزساختاری اتفاق افتاده مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفته است.

۲. مواد و روش تحقیق

۲-۱. مواد

در این تحقیق از یک فولاد کم کربن ساده کربنی و از دو فولاد کم کربن میکروآلیاژی نایوبیم و نایوبیم - تیتانیم دار استفاده شد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی هر سه فولاد درج شده است. همانطوریکه دیده می شود ترکیب شیمیایی پایه در هر سه فولاد شبیه بهم است. فولاد ساده کربنی به عنوان فولاد مرجع انتخاب شده است. از این به بعد در سرتاسر مقاله جهت اختصار، فولاد ساده کربنی با حرف C و فولادهای میکروآلیاژی دارای Nb و Nb-Ti بترتیب با حروف N و NT نشان داده خواهند شد. ابتدا این فولادها به صورت تسمه نورد گرم شده تولید شدند و از این تسمه ها نمونه های استاندارد برای آزمایش پیچش گرم تهیه گردید. نمونه های پیچش گرم در راستای موازی با جهت نورد تسمه ها در آورده شدند. اندازه طول سنجه (G.L)^۵ و قطر نمونه ها به ترتیب ۲۰ mm و ۶/۷ mm بود. برای اندازه گیری دمای نمونه ها در حین تغییر شکل، در دو انتهای نمونه ها سوراخ داخلی در بازوها تعبیه شد. انتهای این سوراخها درست تا نزدیکی ناحیه شروع G.L ادامه داشت، به طوریکه بتوان تغییرات دمایی منطقه تغییر شکل

میکروسکوپ نوری، مطالعات EBSD نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نوع Field Emission Gun با ولتاژ شتاب دهنده 20 kV و مجهز به نرم افزار HKL انجام گرفت. اندازه ناحیه ای از سطح نمونه که با این روش مورد مطالعه قرار گرفت برابر با $210 \mu\text{m} \times 150 \mu\text{m}$ بود و با step size برابر با $3 \mu\text{m}$. این کار صورت گرفت. به طوریکه در مورد هر نمونه، اطلاعات تعداد 350000 نقطه از سطح آن استخراج گردید.



شکل ۱. برنامه عملیات ترمومکانیکی آزمایش پیش گرم اجرا شده بر روی فولادهای مورد تحقیق.

در نتایج ارائه شده در این تحقیق، منظور از مرزهای اصلی بزرگ زاویه^{۱۱} آن مرزهایی هستند که اندازه زاویه عدم تطابق بین آنها بزرگتر از 15° است و به آنها اصطلاح HABs اطلاق می شود. همچنین منظور از مرزهای فرعی کم زاویه^{۱۱} آن مرزهایی هستند که اندازه زاویه عدم تطابق آنها بین 15° - 3° است و به آنها اصطلاح LABs اطلاق می شود. لذا در سرتاسر مقاله از این اصطلاحات استفاده خواهد شد.

۳. نتایج و بحث

۳-۱. اثر ترکیب شیمیایی بر منحنی سیلان گرم فریت در تغییر

شکل در منطقه دو فازی

یکی از روشهای مشاهده غیر مستقیم تأثیر حضور رسوبات میکروآلیازی بر رفتار سیلان گرم در فولادها، مطالعه منحنی سیلان آنها است. در شکل (۲) منحنی سیلان فریت در حین تغییر شکل تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش 1 s^{-1} . در مورد هر سه فولاد نشان داده شده است. از مقایسه منحنیهای سیلان فریت دیده می شود که سطح تنش سیلان فریت در فولاد NT بالاتر از دو فولاد دیگر است. در مورد فولاد N که فقط نیوبیم داشته سطح تنش پایین تر از NT و بالاتر از فولاد C است. لذا بنظر می رسد تأثیر حضور توام Nb و Ti در فولاد بر رفتار تغییر شکل فریت، بیش از تأثیر Nb منفرد است. بالاتر بودن سطح تنش سیلان مبین بیشتر بودن مقاومت فولاد در برابر تغییر شکل

پاس، ۳- مقدار کرنش در هر پاس: $0.15/4$ ، نرخ کرنش در هر پاس: 1 s^{-1} ، ۵- زمان بین پاسهای تغییر شکل: 20 sec ، ۶- سرعت سرد شدن نمونه: 1°C/sec ، ۷- دمای پایان تغییر شکل: 650°C .

در مورد هر سه فولاد برنامه تغییر شکل فوق اجرا گردید و منحنی تنش حقیقی - کرنش حقیقی فولاد بدست آمد. از روی این منحنیها، مقادیر تنش سیلان متوسط (MFS) مربوط به هر پاس تغییر شکل محاسبه گردید. سپس با داشتن مقدار MFS هر پاس تغییر شکل و دمای تغییر شکل در آن پاس، منحنی سیلان متوسط بر حسب دمای تغییر شکل (MFS - 1/T) هر فولاد رسم شد. از روی تغییرات شیب این منحنی، دماهای بحرانی تعیین گردید. در اینجا جهت رعایت اختصار از ارائه توضیحات بیشتر در این خصوص صرف نظر می شود. برای کسب اطلاعات بیشتر می توان به مراجع [۲۵-۲۸] رجوع کرد. در جدول (۲) مقادیر دماهای بحرانی بدست آمده درج شده است. دمای تعادلی شروع استحاله آستنیت به فریت (A_{e3}) نیز در مورد هر فولاد با استفاده از روابط ترمودینامیکی محاسبه شده است [۲۹، ۳۰].

جدول ۲. دماهای بحرانی فولادهای مورد تحقیق

نوع فولاد	دماهای بحرانی ($^\circ\text{C}$)			
	$A_{r1} \pm 5$	$A_{r3} \pm 5$	A_{e3}	T_{nr}
C	760	805	895	880
N	770	825	891	920
NT	775	815	880	1070

۳-۲. برنامه عملیات ترمومکانیکی

کلیات برنامه های ترمومکانیکی اجرا شده بر روی هر سه فولاد در شکل (۱) نشان داده شده است. ابتدا هر سه فولاد C، N و NT بترتیب در دماهای 950°C ، 1000°C و 1200°C پیش گرم شده و سپس با سرعت 1°C/s تا دماهای تغییر شکل سرد شدند. تغییر شکلها در دو پاس و در دو دمای مختلف به صورت زیر انجام گرفت:

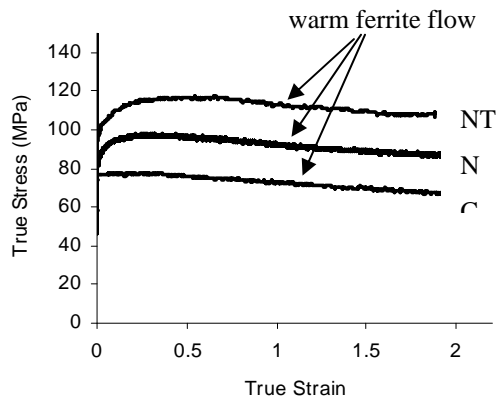
۱- پاس اول: تغییر شکل در بالای دمای T_{nr} ، (منطقه تبلور مجدد آستنیت)، به این مرحله اصطلاحاً تغییر شکل خشن کاری^۹ گفته می شود.

۲- پاس دوم: تغییر شکل در زیر A_{r3} ، در منطقه دو فازی (آستنیت + فریت)، به این مرحله اصطلاحاً تغییر شکل گرم در دمای پایین^۴ گفته می شود [۳۱-۳۳]. مقادیر کرنش و نرخ کرنش اعمالی در هر دو پاس تغییر شکل در مورد هر سه فولاد یکسان اختیار شد. به محض پایان تغییر شکل پاس دوم، نمونه ها بلافاصله توسط جت آب سرد تا دمای اتاق سریع سرد شدند. سپس مطالعات متالوگرافی بر روی آنها صورت گرفت.

۳-۲. متالوگرافی

نمونه های سریع سرد شده از محل G.L برش داده شده و برای بررسیهای متالوگرافی مانع گردیدند. علاوه بر بررسیهای لازم با

(آستنیت + فریت) تغییر شکل داده شده اند، نشان داده شده است. از این شکل دیده می شود در عین حالیکه شرایط تغییر شکل در منطقه دو فاز برای هر سه فولاد یکی بوده است، اما مورفولوژی و کسر حجمی دانه های فریت در آنها کاملاً متفاوت است.



شکل ۲. منحنی های تنش- کرنش در تغییر شکل فریت در فولادهای C، N و NT تا کرنش 2 و با نرخ کرنش 0.01 s^{-1} .

متوسط اندازه دانه های ریز و هم محور فریت (EFG) در فولاد های میکروآلیاژی ریزتر از فولاد ساده کربنی بوده و کسر حجمی دانه های فریت EFG در فولاد ساده کربنی کمتر از بقیه است. به علاوه، دیده می شود کسر حجمی دانه های فریت کارسخت شده با مورفولوژی کشیده در فولاد ساده کربنی خیلی بالاست.

دلیل اصلی این موضوع بیشتر به ریز شدن دانه های فریت در فولادهای میکروآلیاژی در حضور رسوبهای میکروآلیاژی و نوع آنها مربوط می شود. ریز شدن بیشتر دانه های فریت در فولاد NT نسبت به فولاد N به حضور توام رسوبهای نیوبیم و تیتانیوم نسبت داده می شود [۴۱]. این موضوع در ادامه بطور کامل توضیح داده خواهد شد. در شکل (۴) اندازه دانه های فریت EFG و کسر حجمی آنها در سه فولاد مورد آزمون نشان داده شده است. دیده می شود در تغییر شکل با هر دو نرخ کرنش (1 s^{-1} ، 0.1 s^{-1}) فولاد NT دارای ریز ترین اندازه دانه EFG ($1/5-1/8$ میکرون) و بیشترین کسر حجمی (۳۳-۲۳ درصد) است. در مقابل، در فولاد C دانه های فریت EFG دارای بزرگترین اندازه ($4/6-2/8$ میکرون) و با کمترین کسر حجمی (۹-۷) است.

تغییرات کمی مشخصه های ریزساختاری فولاد N بین دو فولاد دیگر قرار دارد. بعلاوه، دیده می شود که افزایش نرخ کرنش موجب کاهش اندازه دانه های EFG در هر سه فولاد و افزایش کسر حجمی آنها در فولادهای میکروآلیاژی شده است. علت تفاوت در مشخصه های ریزساختاری این سه فولاد (همانطوریکه در قسمت قبلی نیز اشاره شد) ناشی از حضور عناصر و رسوبات میکروآلیاژی در آنها است. بنظر می رسد در حین تغییر شکل در منطقه دو فاز؛ رسوبهای

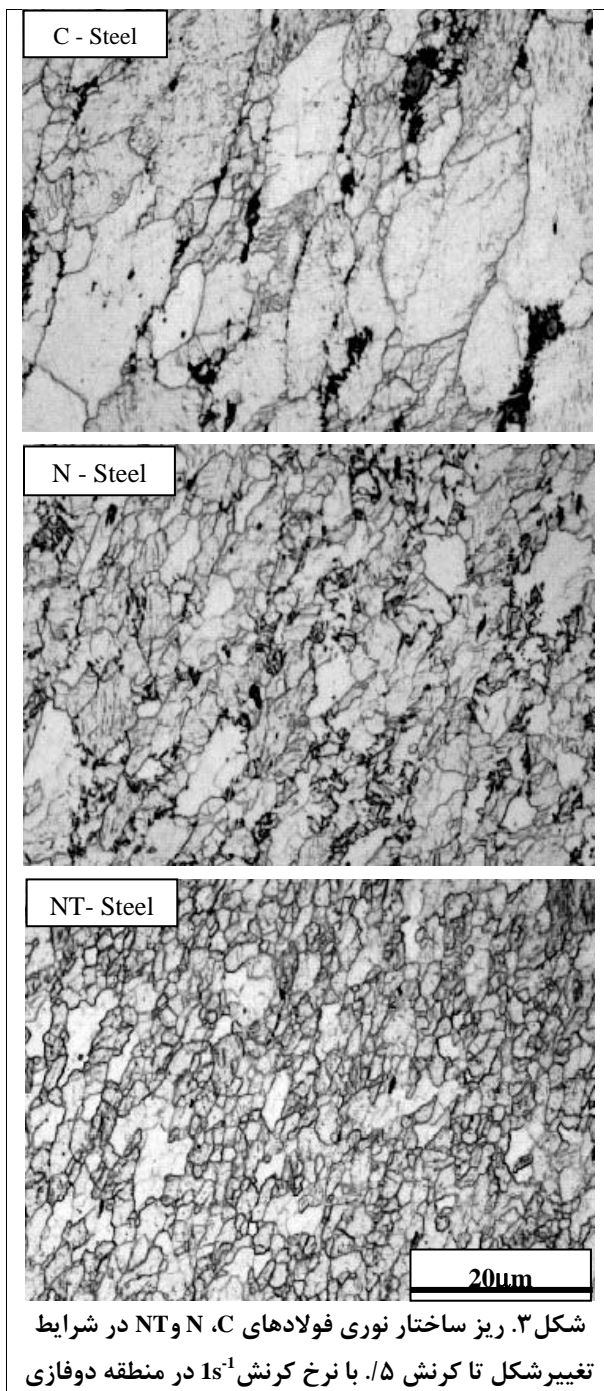
پلاستیک است. بنابراین در فولاد NT کنتیک وقوع تحولات دینامیکی ریزساختاری در فریت، در مقایسه با دو فولاد دیگر، کندتر بوده است. همانگونه که قبلاً اثبات شده [۳۴، ۳۵]، شکل منحنیهای سیلان در منطقه فریتی مبین وقوع فرآیندهای نرم شدن بازیابی دینامیکی (DRV) و تبلور مجدد دینامیکی پیوسته (CDRX) در حین تغییر شکل در ریزساختار فریت است. لذا پیشروی تغییر شکل فریت تا پایان کرنش $\epsilon=2$ ، توسط مکانیزمهای مربوط به فرآیندهای مذکور صورت می گیرد.

بنابراین، تاثیر عناصر Nb-Ti بر سطح تنش سیلان فریت را باید در تاثیر آنها بر مکانیزمهای این فرآیندها جستجو کرد. همچنین گفته شد [۳۴، ۳۵] مکانیزم اصلی وقوع DRV و بدنبال آن CDRX توسط تحرک و فعل و انفعالات بین نابجائیهایی ایجاد شده در حین تغییر شکل است. هرچه این فرآیندها بتوانند در حین تغییر شکل راحت تر صورت گیرند، آنگاه فلز راحت تر تغییر شکل داده و لذا سطح تنش سیلان آن پایین تر خواهد بود. هر عاملی که باعث کندی تحرک و فعل و انفعالات بین نابجائیها گردد، آنگاه بر کنتیک وقوع CDRX و DRV تاثیر خواهد گذاشت. از جمله این عوامل، غیر از پارامترهای تغییر شکل (دما، کرنش و نرخ کرنش)؛ ترکیب شیمیایی فلز است. عموماً دیده شده افزودن عناصر محلول به فلز، موجب پایین تر آمدن انرژی نقص چیده شدن (SFE) آن شده و وقوع DRV را در آن خیلی مشکل می کند. این موضوع در مورد افزودن Ni و Cr به فریت [۱۶]، افزودن Zn به مس و افزودن Sn به زیرکونیم بخوبی اثبات شده است [۳۶]. گزارش شده [۴، ۶، ۷ و ۳۷] رسوبهای عناصر Nb-Ti می توانند بر روی باندهای تغییر شکل، مرز دانه های فرعی و اصلی تجمع کرده و تحرک آنها را مهار نمایند و توسط مکانیزم اثر مهارکنندگی رسوبات^۲ مانع وقوع تبلور مجدد شده و به تبع آن موجب تکثیر و ازدیاد جمعیت نابجائیها شوند [۳۷]. تکثیر نابجائیها، خود باعث مشکل تر شدن فرآیندهای صعود و لغزش متقاطع در نابجائیها و هم باز شدن قفل های نابجائی در داخل شبکه های کریستالی می شود [۳۸]. در نتیجه از وقوع DRV/CDRX در فریت ممانعت می شود. بدین ترتیب مقاومت فلز در برابر تغییر شکل بیشتر شده و سطح تنش سیلان افزایش می یابد. گزارش شده حضور رسوبها همچنین می تواند موجب پایدار شدن^{۱۵} مرزهای فرعی شده و بدین طریق بازیابی را به تاخیر اندازند [۳۹]. این اثر در تعدادی از سیستم های آلیاژی دو فاز نیز مشاهده شده است؛ به عنوان مثال، در سوپرآلیاژ پایه نیکل حضور رسوبات γ' ، در فریت حضور رسوبات کاربیدی و در آستنیت ذرات NbC یا دیگر کاربیدهای آلیاژی موجب تاخیر در بازیابی می شوند [۴۰].

۲-۳. اثر ترکیب شیمیایی بر مشخصه های فریت در جریان تغییر شکل در منطقه دو فاز

در شکل (۳) ریز ساختار نوری هر سه فولاد که در شرایط یکسان تا کرنش 0.5 و با نرخ کرنش 1 s^{-1} در پاس دوم در منطقه دو فاز

این نشان می‌دهد که فرآیند ریز شدن دانه‌ها با مکانیزم CDRX هنوز کامل نشده و ادامه دارد. از مقایسه ریزساختارهای سه فولاد دیده می‌شود که دانه‌های ریز و هم‌محور فریت تشکیل شده در فولاد NT، دارای بیشترین و در فولاد C کمترین کسر حجمی هستند. این مبین آن است که اثر Nb-Ti در پایدار کردن^{۱۵} ساختار مرزها و مقاوم نمودن آنها در برابر مهاجرت ناشی از اعمال کرنش مرزها^{۱۸} بیش از اثر Nb تنها است [۴، ۶، ۷ و ۳۷]. بدین علت دانه‌های فریت ریز بزرگ زاویه پدیدار شده در ریزساختار نهایی فولاد NT ریزتر از فولادهای N و C است.



شکل ۳. ریز ساختار نوری فولادهای C، N و NT در شرایط تغییر شکل تا کرنش ۰.۵. با نرخ کرنش $1s^{-1}$ در منطقه دوفازی

میکروآلیاژی اثر بازدارندگی قوی در جلوگیری از رشد دانه‌های فریت حاصل از CDRX داشته‌اند.

یکی دیگر از دلایل اصلی ریزتر بودن اندازه دانه‌های فریت EFG در ریزساختار نهایی فولاد NT (شکل ۳) نسبت به دو فولاد دیگر، کوچکتر بودن اندازه اولیه دانه‌های فریت در این فولاد، درست قبل از شروع اعمال تغییر شکل پاس آخر در منطقه دو فازی است. زیرا نتایج نشان می‌دهد رسوبات میکروآلیاژی در مراحل ترمومکانیکی قبل از اعمال تغییر شکل در منطقه دو فازی، نیز موجب می‌شوند اندازه دانه‌های فریت EFG در فولادهای میکروآلیاژی (بالاخص در فولاد NT) ریزتر از فولاد ساده کربنی باشد.

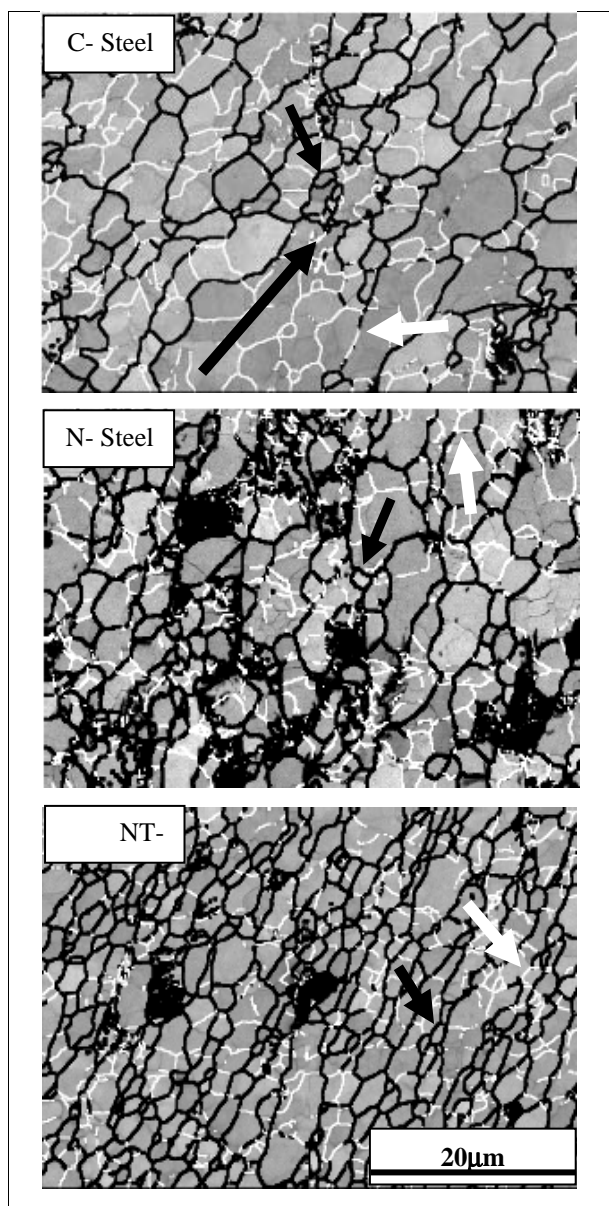
۳-۳. اثر ترکیب شیمیایی بر تکامل مرزهای فرعی کوچک زاویه و مرزهای اصلی بزرگ زاویه

به منظور مطالعه دقیقتر نحوه تکامل مرز دانه‌های فریت در فرآیند ریز شدن دانه‌ها در حین تغییر شکل پیچش گرم در منطقه دو فازی (آستنیت + فریت)، مطالعه ریزساختاری با استفاده از EBSD بر روی هر سه فولاد انجام گرفت. در شکل (۵) نتایج EBSD بدست آمده از ریزساختار سه فولاد نشان داده شده است.

در این شکلها، مرزهای اصلی بزرگ زاویه (HABs) و مرزهای فرعی کوچک زاویه (LABs) با استفاده از نرم افزار Channel 5 به ترتیب با رنگ تیره و با رنگ سفید مشخص شده‌اند. در حین تغییر شکل، دانه‌های اولیه تحت کرنش قرار گرفته و در جهت تنش برشی ایجاد شده توسط پیچش (نشان داده شده با فلش بلند تیره رنگ) به صورت کشیده در آمده‌اند. در داخل دانه‌های اولیه ضمن اینکه تعدادی مرز فرعی کوچک زاویه ایجاد شده‌اند، تعدادی نیز در حال تشکیل هستند. در نواحی مجاورت مرزهای اولیه، دانه‌هایی ریز و دارای مرز بزرگ زاویه تشکیل شده‌اند (نشان داده شده با فلشهای کوتاه تیره رنگ). تشکیل مرزهای فرعی کوچک زاویه، ناشی از فعل و انفعالات دینامیکی اتفاق افتاده در بین نابجائیهای متحرک و تجدید آرایش آنها می‌باشد [۴۲، ۴۳].

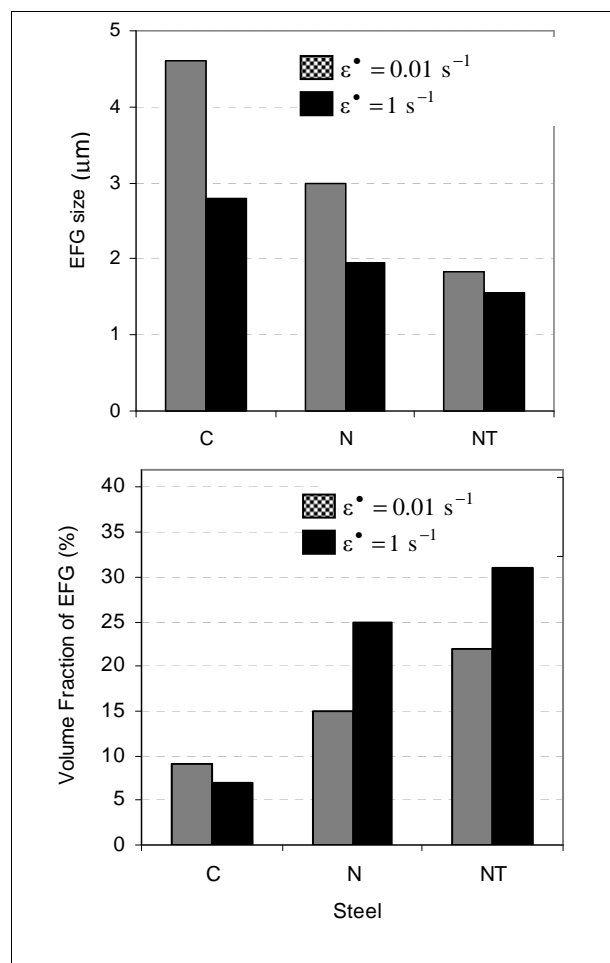
با اتصال مرزهای فرعی به یکدیگر، دانه‌های فرعی شکل می‌گیرند و با تشکیل دانه‌های فرعی، یک دانه اولیه به چند قسمت تقسیم می‌شود. در حین تغییر شکل، مرزهای کوچک زاویه با مکانیزم CDRX به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می‌شوند [۳۴، ۳۵]. در نتیجه، ضمن اینکه کسر حجمی دانه‌های ریز و هم‌محور فریت دارای مرزهای بزرگ افزایش می‌یابد، اندازه دانه‌های مذکور نیز ریزتر می‌شود. به علاوه، از شدت نسبت کشیدگی دانه‌ها^{۱۷} نیز در کل ریزساختار کاسته می‌شود. این مبین وقوع فرآیند ریز شدن دینامیکی در دانه‌های فلز است. در مورد هر سه فولاد، دیده می‌شود تعدادی مرز ناقص بزرگ زاویه در داخل دانه‌های اولیه وجود دارند (نشان داده شده با فلشهای کوتاه سفید رنگ) که در حال کامل شدن می‌باشند.

کامل شده و به HABS تبدیل گشته اند، ۲- در فولاد NT، دانه های فریت ریز دارای HABS ایجاد شده در حین تغییر شکل، همواره ریز مانده اند.



شکل ۵. نتایج EBSD فولادهای C، N و NT در شرایط تغییر شکل داده شده تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش 1 s^{-1} در منطقه دو فاز.

اما در دو فولاد دیگر (مخصوصاً در فولاد C) دانه های ریز HABS ایجاد شده و در ادامه تغییر شکل با یکدیگر ادغام گردیده و درشت شده اند. ۳- علت تفاوت های ریزساختاری مشاهده شده را می توان ناشی از اثر ترکیب شیمیایی (نیوبیم و تیتانیوم) بر فرآیندهای تشکیل نابعائیه، فعل وانفعالات بین نابعائیه، تشکیل مرزهای فرعی در جریان بازیابی دینامیکی و تبدیل این مرزهای فرعی کوچک زاویه به مرزهای اصلی بزرگ زاویه (با مکانیزم CDRX) دانست.

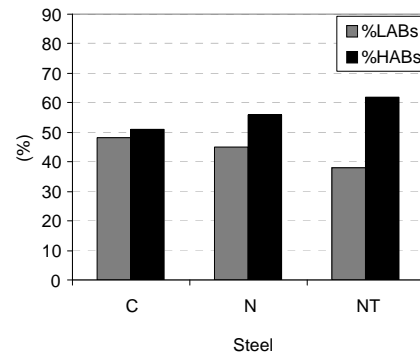


شکل ۴. مقایسه اندازه دانه های فریت EFG (الف) و کسر حجمی آنها (ب)، در سه فولاد مورد آزمون: ساده کربنی (C)، نیوبیم دار (N) و نیوبیم-تیتانیوم دار (NT)، در شرایط تغییر شکل داده شده در منطقه دو فاز تا کرنش ۰.۵ و با نرخ کرنشهای 1 s^{-1} و 0.1 s^{-1} .

۳-۴. تاثیر ترکیب شیمیایی بر درصد نسبی مرزهای فرعی کوچک زاویه و مرزهای اصلی بزرگ زاویه

از روی نتایج EBSD، درصد نسبی مرزهای فرعی کوچک زاویه (LABs) و اصلی بزرگ زاویه (HABS) ایجاد شده در شرایط تغییر شکل در منطقه دو فاز تا کرنش $\epsilon = 2$ و با نرخ کرنش $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ، در مورد ریزساختار هر سه فولاد محاسبه شده و در شکل (۶) نشان داده شده است. در شرایط اعمال تغییر شکل یکسان برای هر سه فولاد، دیده می شود که فولاد NT دارای بیشترین درصد HABS و کمترین درصد LABs است. برعکس، فولاد C دارای کمترین درصد HABS و بیشترین درصد LABs است. تغییرات این پارامترهای ریزساختاری در فولاد N، بین دو فولاد مذکور قرار دارد. بنابراین می توان اظهار داشت: ۱- در فولاد NT درصد بیشتری از LABs ایجاد شده در مراحل اولیه تغییر شکل، با ادامه تغییر شکل تا کرنش $\epsilon = 2$

- [3] Song, R., Ponge, D., Raabe D., Kaspar, R., "Microstructure and Crystallographic Texture of an ultrafine Grained C-Mn Steel and Their Evolution During warm Deformation and Annealing"; Acta Materialia; vol. 53; Issue 3; 2005; PP. 845-858.
- [4] Herman, J.C., Donnay, B., "Precipitation Kinetics of Microalloying Additions during Hot-rolling of HSLA Steels", ISIJ Int., vol. 32, No. 6, 1992, PP. 779-785.
- [5] Akben, M.G., Weiss, I., Jonas, J.J., "Dynamic Precipitation and Solute Hardening in A V Microalloyed Steel and two Nb Steels Containing High levels of Mn", Acta Metallurgica, vol. 29, 1981, PP. 111-121.
- [6] Kwon, O., Lee, K.J., Park, S.H., "Advances in Hot Deformation Textures and Microstructure", Eds: J. J. Jonas, T. R. Bieler and K. J. Bowman, TMS, 1994, PP. 139-155.
- [7] Yamamoto, S., C. Ouchi, C., Osuka, T., "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", Eds: A. J. DeArdo, G. A. Ratz and P. J. Wray, TMS-AIME, Pennsylvania, USA, 1982, PP. 613-637.
- [8] Kelly, G.L., Hodgson, P.D., Yue, S., Essadiqi, E. (Eds.); J.J., Jonas Symposium, "Thermomechanical Processing of Steel", CIM, Montreal, 2000, PP. 335-341.
- [9] Mabuchi, H., Hasegawa, T., Ishikawa, T., "Metallurgical Features of Steel Plates with Ultra Fine Grains in Surface Layers and their Formation Mechanism", ISIJ Int., vol. 39, No. 5, 1999, PP. 477-480.
- [10] Narayana Murty, S.V.S., Torizuka, S., Nagai, K., Kitai, T., Kogo, Y., "Dynamic Recrystallization of Ferrite During Warm Deformation of Ultrafine Grained Ultra-Low Carbon Steel", Scr. Mater., Vol. 53, 2005, PP. 763-768.
- [11] Roberts, W., Sandberg, A., Siwecki, T., Warlefors, T., Int. Conf. on Technology and Application of HSLA Steels, ASM, Philadelphia, 1983, 67.
- [12] Sellars, C.M., Sheffield, Int. Conf. on "Hot Working and Forming Processes", ed. by C.M. Sellars and G.J. Davies, Met. Soc. London, England, 1979, P. 3.
- [13] Kocks, U.F., "Modelling the Deformation of Crystalline Solids", T.C. Lowe, A.D. Rollet, P.S. Follansbee and G.S. Daetm (eds.), TMS, Warrendale, 1991, P. 175.
- [14] Fujiwara, H., Inomoto, H., Sanada, R., Ameyama, K., "Nano-ferrite formation and strain-induced-ferrite transformation in an SUS316L austenitic stainless steel", Scr. Mater., Vol. 44, 2001, PP. 2039-2042.
- [15] McQueen, H.J., Knustad, O., Ryum, N., Solberg, J.K., "Microstructural Evolution in Al Deformed to Strains of 60 at 400°C", Scripta Metallurgica, Vol. 19, 1985, PP. 73-78.
- [16] Ryan, N.D., McQueen, H.J., Evangelista, E., "Dynamic Recovery and Strain Hardening in the Hot Deformation of Type 317 Stainless Steel", Materials Science and Engineering, Vol. 81, 1986, PP. 259-272.



شکل ۶. درصد LABs و HABs در فولادهای C، N و NT در شرایط تغییر شکل تا کرنش ۲ و با نرخ کرنش 1.1 s^{-1} در منطقه دو فازی.

۴. نتیجه گیری

۱- در آزمایش پیچش گرم در جریان تغییر شکل در منطقه دو فازی در دمای پایین^۴ دیده می شود در حین اعمال تغییر شکل، تعداد زیادی مرز کم زاویه در داخل دانه های اولیه با مکانیزم ایجاد به مرزهای بزرگ زاویه تبدیل می گردند. در نتیجه در دانه های اولیه پدیده متلاشی شدن^۲ اتفاق افتاده و موجب ریزی آنها و ایجاد دانه های EFG می شود.

۲- حضور عناصر میکروآلیاژی، بر نوع فرآیندهای نرم شدن دینامیکی و کنتیک آنها تاثیر گذاشته و نتیجه این تاثیر بصورت اختلاف در سطح تنش سیلان فولادها دیده می شود. بطوریکه سطح تنش سیلان فریت در جریان تغییر شکل در منطقه دو فازی، در فولادهای میکروآلیاژی بالاتر از فولاد ساده کربنی است. مخصوصاً از این نظر، اثر Nb-Ti قویتر از اثر Nb است.

۳- نتایج EBSD نشان داد اثر توام Nb و Ti در پایدار کردن مرز دانه ها در برابر مهاجرت در حین اعمال تغییر شکل^{۱۸} بیش از اثر Nb منفرد است. این، علت اصلی ریزتر بودن دانه های فریت EFG ایجاد شده در حین تغییر شکل گرم در دمای پایین^۴ در فولاد دارای Nb-Ti نسبت به فولاد دارای Nb است. بطوریکه در جریان تغییر شکل پیچش گرم در منطقه دو فازی تا کرنش $\epsilon=2$ و با نرخ کرنش $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$ ، ریزترین دانه های فریت هم محور در فولاد Nb-Ti بدست آمد که دارای اندازه برابر با ۱/۲ میکرون است.

مراجع

- [1] Giunelli, A.K., Militzer, M., "Analysis of the Austenite Grain Size Distribution in Plain Carbon Steels", ISIJ Int., Vol. 39, No. 3, 1999, PP. 271-280.
- [2] Bengochea, R., Lopez, B., Gutierrez, I., "Microstructural Evolution During the Austenite-to-Ferrite Transformation from Deformed Austenite", Metall. Mater. Trans. A, 29A, 1998, PP. 417-426.

- Ni, Cr, Mo, Cu", Metall. Trans. A, Vol. 9A, 1978, PP. 495-501.
- [31] Salvatori, I., Inoue, T., Nagai, K., "Ultrafine Grain Structure through Dynamic Recrystallization for Type 304 Stainless Steel", ISIJ Int., Vol. 42, No. 7, 2002, PP. 744-749.
- [32] Hodgson, P.D., Hickson, M.R., Gibbs, R.K., "Ultrafine Ferrite in Low Carbon Steel", Scr. Mater., Vol. 40, 1999, PP. 1179-1185.
- [33] Yada, H., Li, C.M., Yamagata, H., "Dynamic Austenite to Ferrite Transformation during Hot Deformation in Iron-Nickel-Carbon Alloys", ISIJ Int., Vol. 40, 2000, PP. 200-206.
- [34] Abdollah-Zadeh, A., Eghbali, B., "Mechanism of Ferrite Grain Refinement During Warm Deformation of a Low Carbon Nb-Microalloyed Steel", Materials Science and Engineering A 457, 2007, PP.219-225.
- [35] Eghbali, B., "EBSD Study on the Formation of Fine Ferrite Grains in Plain Carbon steel During Warm Deformation", Materials Letters, 61, 2007, PP. 4006-4010
- [36] McQueen, H. J., Blum, W., "Dynamic Recovery: Sufficient Mechanism in the Hot Deformation of Al (<99.99)", Materials Science and Engineering A, Vol. 290, Issues 1-2,2000, PP. 95-107
- [37] Hill, R.E., Abbaschian, R., "Physical Metallurgy Principles", 3rd edi, PWS Publ. Company Boston, 1994.
- [38] Honeycombe, R.W.K., "The Plastic Deformation of Metals", 2nd edition, Publ. Edward Arnold, Vic. 3145, Australia, 1984.
- [39] McQueen, H.J., "Elevated-temperature deformation at forming rates of 10^2 to 10^2 s⁻¹", Metallur. Trans. A, vol. 33A, 2002, PP. 345-361.
- [40] Khlestov, V.M., Konopleva, E.V., McQueen, H.J., "Effects of Hot Deformation on Austenite Transformation in Low Carbon Mo-Nb and C-Mn Steels", Materials Science and Technology, Vol. 14, No. 8, 1998, PP. 783-788.
- [41] Dunne, D.P., Feng, B., Chandra, T., "The Effect of Ti and Ti-Nb Additions on Formation and Restoration During Intercritical Rolling and Holding of C-Mn Structural Steels" ISIJ Int., Vol. 31, No. 11, 1991, PP. 1354-1361.
- [42] Belyakov, A., Kaibyshev, R., Sakai, T., "New Grain Formation During Warm Deformation of Ferritic Stainless Steel", Metall Trans A, 29, 1998, PP. 161-167.
- [43] Belyakov, A., Tsuzaki, K., Miura, H., Sakai, T., "Effect of Initial Microstructures on Grain Refinement in a Stainless Steel by Large Strain Deformation", Acta Mater, 51, 2003, PP. 847-861.
- [17] Smit, A., Miroux, A., Luo, H., et. al., "Modelling Recovery and Recrystallization Kinetics after Intercritical Deformation in 0.19 wt% C 1.5 wt% Mn Steel", Mater. Sci. Forum, 2004, No. 467-470, PP. 329-334.
- [18] Basuki, A., Aernoudt, E., "Effect of deformation in the intercritical area on the grain refinement of retained austenite of 0/4 C trip steel" Scripta Materialia, vol. 40, No. 9, 1999, PP. 1003-1008.
- [19] Niechajowicz, A., Tobota, A., "Warm deformation of carbon steel", J. of Mater. Process. Technol., vol. 106, 2000, PP. 123-130.
- [20] Goodman, S.R., Conf. Proc. of Int. Conf. on "Technology and Applications of HSLA steels", ASM, Ohio, 1984, PP.239-245.
- [21] Garcia, C.I., Cho, K., Gong, Y., Chen, T.R., DeArdo, A.J., "Development in Sheet Products for Automotive Applications", Materials Science & Technology, 2005, PP.77-80.
- [22] Hayami, S., Furukawa, T., Gondoh, H., Takechi, H., "Formable HSLA and Dual Phase Steels", ed.by A.T.Davenport, AIME, New York, 1979, PP.167-170.
- [23] Qingbo, Y.U., Zhaodong, W., Xianghua, L., Guodong, W., "The Effect of Delay Time after Hot Rolling on the Grain Size of Ferrite", ISIJ Int., vol. 44, 2004, No. 4, PP. 710-716.
- [24] Hodgson P. D., Collinson D. C., Perett B., "The use of Hot Torsion to Simulate the Thermomechanical processing of Steel", Proc of the Seventh 345 International Symposium on Physical Simulation, Tsukuba, Japan, 1997, PP. 219-224 .
- [25] Pussegoda, L.N., Jonas, J.J., "Comparison of Dynamic Recrystallization and Conventional Controlled Rolling Schedules by Laboratory Simulation", ISIJ Int., Vol. 31, No. 3, 1991, PP. 278-288.
- [26] Maccagno, T.M., Jonas, J.J., Yue, S., Mccrady, B.J., Slobodian, R., Deeks, D., "Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results", ISIJ Int., Vol. 34, No. 11, 1994, PP. 917- 922.
- [27] Vega, M.I., Medina, S.F., Chapa, M., Ouispe, A., "Determination of Critical Temperatures (T_{nr} , A_{r3} , A_{r1}) in Hot Rolling of Structural Steels with Different Ti and N Contents", ISIJ Int., Vol. 39, No. 12, 1999, PP. 1304-1310.
- [28] Samuel, F.H., S. Yue, J.J. Jonas, B.A. Zbinden; Modeling of Flow Stress and Rolling Load of a Hot Strip Mill by Torsion Testing ISIJ Int., Vol. 29, No. 10, 1989, PP. 878-886.
- [29] Sugden, A.A., Bhadeshia, H.K.D.H., "Thermodynamic Estimation of Liquidus, Solidus, Ae3 Temperatures, and Phase Compositions for Low Alloy Multicomponent Steels", Mater. Sc. Technol., Vol. 5, 1989, PP. 977-984.
- [30] Kirkaldy, J.S., Baganis, E.A., "Thermodynamic Prediction of the Ae3 Temperature of Steels with Additions of Mn, Si,